

Министерство образования и науки РФ

ФГАОУ ВПО «Уральский федеральный университет
имени первого Президента России Б.Н. Ельцина»

УДК 669-1

УТВЕРЖДАЮ
Проректор по науке
_____ Кружаев В.В.
«__» _____ 2013

ОТЧЕТ

О НАУЧНО-ИССЛЕДОВАТЕЛЬСКОЙ РАБОТЕ

В рамках выполнения п.1.2.2.3 Плана реализации мероприятий Программы развития
УрФУ на 2013 год

ПО ТЕМЕ:

ПРИМЕНЕНИЕ КОМПЬЮТЕРНОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ В ПРОГРАММНОМ
КОМПЛЕКСЕ DEFORM ДЛЯ АНАЛИЗА ИЗМЕНЕНИЯ НАПРЯЖЕННО-
ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ СТАЛИ В ПРОЦЕССЕ ОХЛАЖДЕНИЯ

(Заключительный)

Договор возмездного оказания услуг (выполнения работ, на создание произведения)
№1.2.2.3/54

Зав.кафедрой

(подпись, дата)

Попов А.А.

Научный руководитель

(подпись, дата)

Попов А.А.

Исполнитель

(подпись, дата)

Мусихин С.А.

Екатеринбург 2013

РЕФЕРАТ

1. Автор: Мусихин Сергей Александрович
Musikhin Sergey

2. Аннотация.

Целью данной работы является осуществление научно обоснованного выбора режима термообработки высокопрочной муфтовой заготовки с учетом результатов компьютерного моделирования фазовых превращений и напряженно-деформированного состояния, формирующегося в процессе термической обработки. В ходе работы выполнена оценка остаточных напряжений, формирующихся при различных режимах закалки, позволяющая уточнить технологические параметры термической обработки, для обеспечения требуемого комплекса свойств. Показано, что хотя изотермическая закалка и позволяет придать материалу достаточно высокий комплекс свойств, но трудности реализации такого способа обработки для труб нефтегазового сортамента не позволяют признать его перспективным на современном этапе развития техники и технологии.

Annotation.

The purpose of this work is implementation of a scientific and reasonable choice of conditions of heat treatment of high-strength socket blank taking into account results of computer modeling of phase transformations and stressedly-deformed condition which is forming during heat treatment. During work the assessment of the residual tension which is forming at various conditions of quenching, allowing to specify technological parameters of heat treatment, for providing a demanded complex of properties is executed. It is shown that though isothermal quenching allows to give to a material rather high complex of properties, but difficulty of realization of such way of processing for pipes of an oil and gas assortment doesn't allow to recognize it perspective at the present stage of development of equipment and technology.

3. Ключевые слова: низколегированная сталь, температурные поля, напряженно-деформированное состояние, моделирование.

Key words: low alloy steel, temperature fields, stressedly-deformed condition, simulation.

4. Применение компьютерного моделирования в программном комплексе DEFORM для анализа изменения напряженно-деформированного состояния стали в процессе охлаждения.

Application of computer modeling in complex software DEFORM for the analysis of the stress-strain state of steel in the cooling process.

СОДЕРЖАНИЕ

РЕФЕРАТ	2
СОДЕРЖАНИЕ	3
ОБОЗНАЧЕНИЯ И СОКРАЩЕНИЯ	4
ВВЕДЕНИЕ	5
ОСНОВНАЯ ЧАСТЬ	
Материал и методы исследования	6
Результаты исследования и их обсуждение	7
ЗАКЛЮЧЕНИЕ	11
СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННОЙ ЛИТЕРАТУРЫ	12

ОБОЗНАЧЕНИЯ И СОКРАЩЕНИЯ

t_{γ} – температура аустенитизации

$t_{\text{в}}$ – температура изотермической выдержки

ВВЕДЕНИЕ

Одним из недостаточно развитых в России направлений совершенствования технологии трубного производства является применение методов компьютерного моделирования процессов структурных и фазовых превращений при температурном воздействии для научно обоснованного выбора режимов термической обработки. Кроме того, в соответствии с анализом случаев выхода труб из строя представляется очень важным контроль формирующихся остаточных напряжений [1]. Особенно это касается современных высокопрочных хромомолибденовых сталей, т.к. за счет легирования молибденом в них затруднено протекание процессов рекристаллизации даже при высоких температурах отпуска [5; 6]. Кроме того, в промышленных условиях нагрев до температуры отпуска осуществляется в соответствии с мощностью термического оборудования без учета особенностей формирования и эволюции напряженно-деформированного состояния. Формирование на поверхности труб значительных растягивающих напряжений может приводить к их ускоренному коррозионному разрушению и являться причиной части аварий, не нашедших объяснения. Экспериментально контролировать уровень остаточных напряжений затруднительно, и наиболее перспективным методом их оценки является расчет напряженно-деформированного состояния в современных программах математического моделирования технологических процессов металлургического производства типа Deform или Sysweld [2; 4].

1.ОСНОВНАЯ ЧАСТЬ

1.1Материал и методы исследования

Материалом для исследования в данной работе служила сталь 20Х1МФА, изготовленная по серийной технологии на ОАО «Северский трубный завод». Химический состав стали приведен в таблице 1.

Таблица 1 - Химический состав стали

Марка стали

Содержание химических элементов, % по массе

C	Mn	Si	P	S	Cr	Cu	Ni	As	V	Mo	Ca	Al	N2
0,2	0,58	0,27	0,008	0,003	1,30	0,09	0,10	0,005	0,081	0,41	0,0026	0,026	0,0162

* основа Fe

Моделирование процессов термической обработки проведено с использованием программного комплекса Deform 3D – HT V6.1.

Стандартная библиотека материалов в Deform содержит ограниченное количество сталей для моделирования процессов термообработки. Однако существует возможность задания новых материалов. По справочным данным в библиотеку сталей была добавлена марка 30ХМА. Химический состав и некоторые свойства стали приведены в сводной таблице 2. Изотермическая диаграмма представлена на рисунке 1.

Таблица 2. Сводная таблица свойств стали 30ХМА

Химический элемент	%
Углерод (C)	0,26...0,33
Марганец (Mn)	0,40...0,70
Хром (Cr)	0,80...1,10
Никель (Ni), не более	0,30
Медь (Cu), не более	0,30
Кремний (Si)	0,17...0,37
Сера (S), не более	0,025
Фосфор (P), не более	0,025
Молибден (Mo)	0,15...0,25

Температура критических точек

Критическая точка	°C
Ac1	757
Ac3	807
Ar3	763
Ar1	693
Mn	390

Закалка. Твердость для полос прокаливаемости, HRCэ

1,5	3	4,5	6	9	12	15	21	24
49,5...54	48...53	46...52	43,5...51	37...48	33,5...44,5	30...39,5	26,5...35,5	24...34,5

Физические свойства

Температура, °С	20	100	200	300	400	500	600	700	800	900
Модуль нормальной упругости, Е, ГПа	208	207	204	197	188	176	160			
Уд. электросопротивление (ρ , НОм · м)	230									
Плотность, γ , кг/см ³	7820	7800	7770	7740	7700	7660				
Коэффициент теплопроводности, λ , Вт/(м · °С)		46	44	42	42	39	37	36	32	
Коэффициент линейного расширения, α , 10 ⁻⁶ 1/°С	11.6	12.5	13.2	13.8	14.3					
Удельная теплоемкость (С, Дж/(кг · °С))	462									

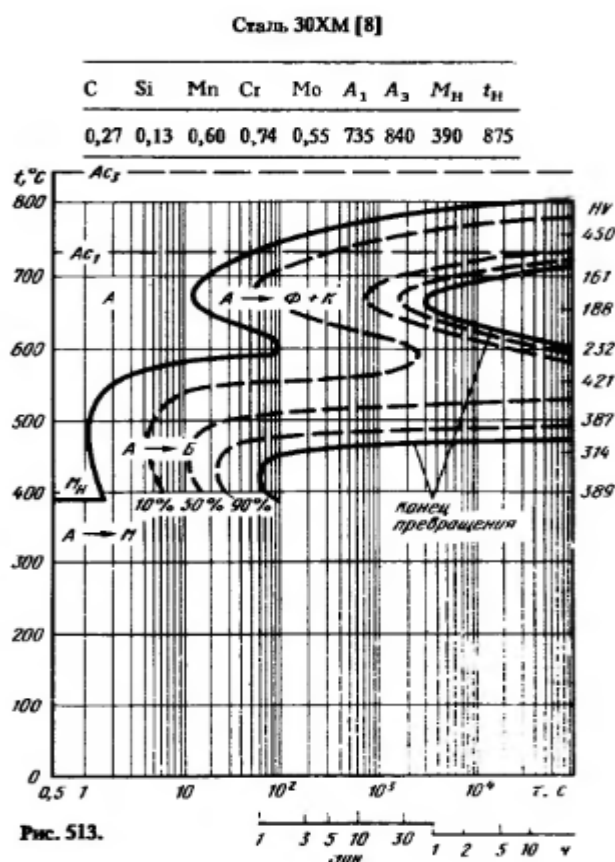


Рисунок 1. Изотермическая диаграмма распада переохлажденного аустенита в стали 30ХМА [7]

1.2 Результаты исследования и их обсуждение

В процессе работы выполнен расчет формирующихся в процессе термической обработки структурных и температурных полей и напряженно-деформированного состояния в муфтовой заготовке размером 276x26,5 мм из стали 20Х1МФА с применением программного комплекса Deform 3D.

На первом этапе проведено моделирование заковки в спреерном устройстве. Условием окончания охлаждения являлось падение температуры поверхности ниже 50 °С. Установлено, что спустя 25 секунд после начала охлаждения температура поверхности снижается до 168 °С, а максимальная составляет около 275 °С (рисунок 2а). Основной структурной составляющей становится мартенсит (рисунок 2б). Его количество на

поверхности достигает 80%, а в центральных областях 40%. Аустенита в поверхностных слоях остается около 8%, а в центральных – чуть менее 50% (рисунок 2в). Временные напряжения достигают максимальных значений: 618 МПа на внутренней поверхности и 251 МПа в центральных областях (рисунок 2г).

С понижением среднemasовой температуры интенсивность охлаждения внутренних областей уменьшается. Количество продуктов превращения по диффузионному и промежуточному механизмам остается неизменным. Объемная доля мартенсита интенсивно увеличивается во внутренних сечениях и достаточно медленно (в соответствии с медленной скоростью охлаждения) на поверхности. Распределение временных напряжений остается неизменным, но их уровень постепенно снижается. Через 55 секунд после начала охлаждения поверхность приобретает температуру примерно 47 °С, максимальная температура по сечению 60 °С. Все превращения заканчиваются. В поверхностных слоях сформировалась структура, состоящая из 89% мартенсита, 9% бейнита, 1,5% продуктов диффузионного превращения и 0,5% аустенита, в центральных сечениях заготовка имеет структуру 87% мартенсита, 10,5% бейнита, 2% продуктов диффузионного превращения и 0,5% аустенита. Структура достаточно однородная. Значения твердости составляют HRC 52...51,5 по всему сечению.

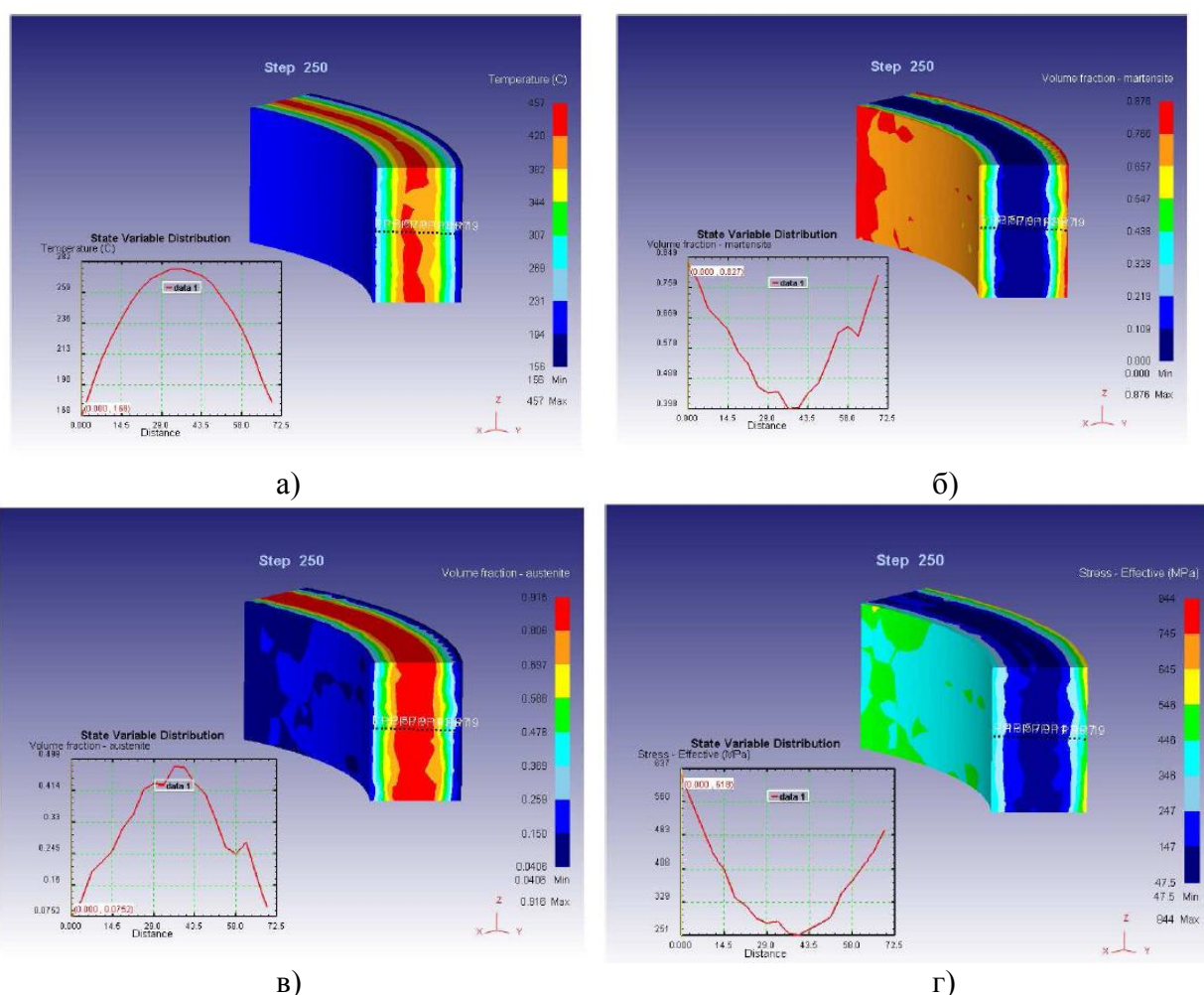


Рисунок 2. Результаты моделирования двустороннего охлаждения с температуры 850 °С в течение 25 сек.

На втором этапе было решено смоделировать режим, позволяющий минимизировать закалочные напряжения. Задача была сформулирована следующим образом: для получения максимального количества мартенсита в структуре и минимальных временных напряжений прервать двухстороннее охлаждение тогда, когда

максимальная температура по сечению изделия станет ниже M_n , последующее охлаждение проводить на спокойном воздухе. В соответствии с результатами моделирования закалики время ускоренного охлаждения составило 20 секунд. Расчет был остановлен после достижения температуры заготовки $74\text{ }^{\circ}\text{C}$. В поверхностных слоях сформировалась структура, состоящая из 50,5% бейнита (рисунок 3а), 48,5% мартенсита (рисунок 3б), 1,5% продуктов диффузионного превращения, в центральных сечениях заготовка имеет структуру 89% бейнита (рисунок 3а), 9% мартенсита (рисунок 3б), 2% продуктов диффузионного превращения.

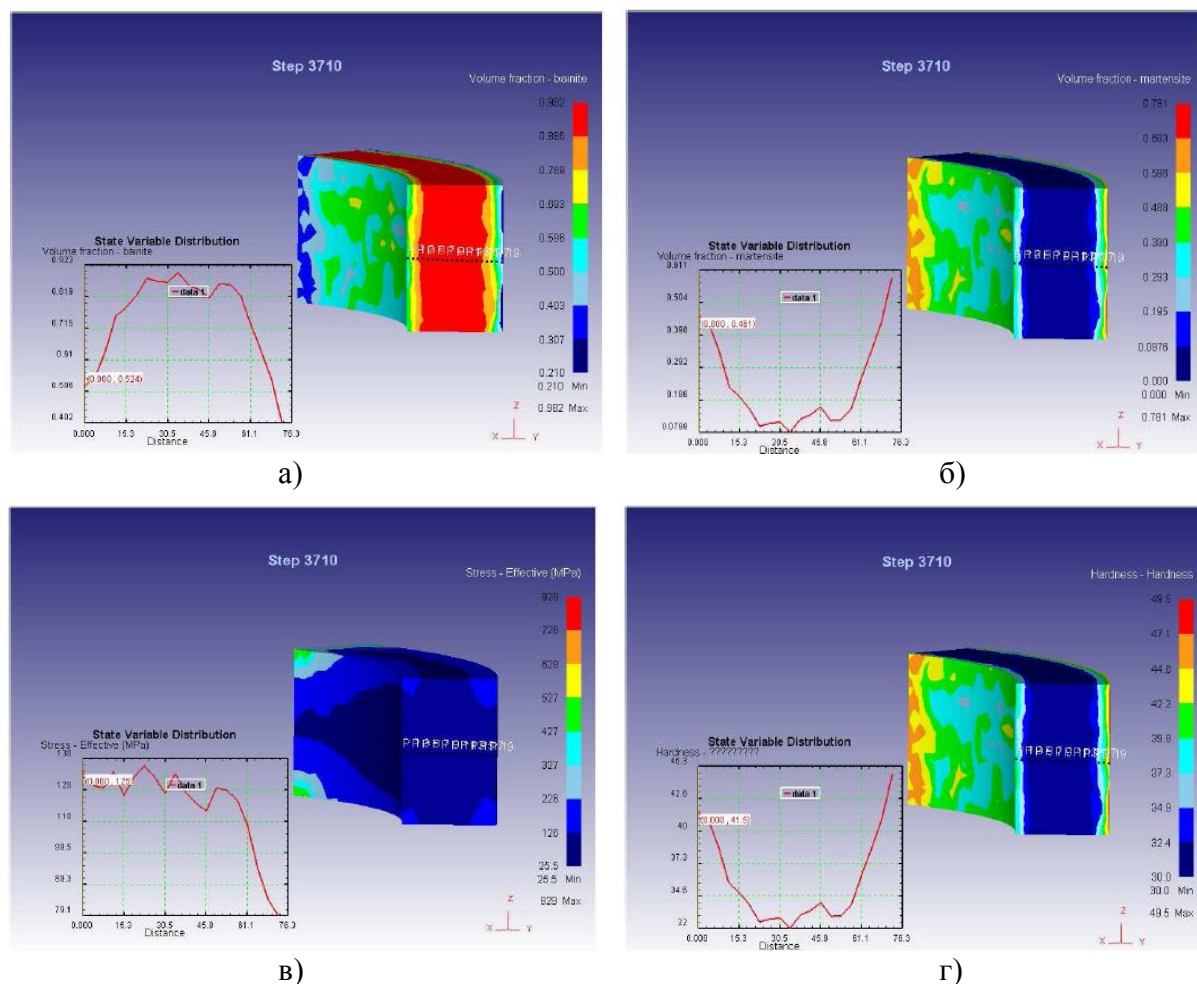


Рисунок 3. Результаты моделирования прерванной закалки.

Поле остаточных напряжений претерпело благоприятные изменения: максимальный уровень эффективных напряжений на внутренней поверхности и в центральных областях заготовки составил 120 МПа, а в слое глубиной 5 мм от наружной поверхности интенсивность напряжений начинает снижаться и на поверхности достигает величины 80 МПа (рисунок 3в). Твердость изменяется от HRC 41,5 до 32 в центральных областях (рисунок 3г). Проведение моделирования прерванной закалки показало, что, сократив до 20 секунд время интенсивного охлаждения, можно понизить уровень эффективных закалочных напряжений, относительно ускоренного охлаждения в течение 55 секунд, в 5 раз для внутренней стенки и в 7 раз для наружной. Преимущественной структурной составляющей в этом случае становится нижний бейнит, обладающий высоким комплексом механических свойств.

Последней моделью, реализованной в нашей работе, была модель изотермической закалки ($t_{\gamma}=850\text{ }^{\circ}\text{C}$, $t_w=390\text{ }^{\circ}\text{C}$). Полученные высокие свойства позволяют считать такой режим перспективным. В качестве допущения было принято практически мгновенное

охлаждение внешней поверхности до температуры 390 °С и дальнейшее постоянство этой температуры. Охлаждение осуществляется за счет теплоотвода через внешнюю и внутреннюю поверхности. Через две секунды после начала охлаждения максимальная температура в центральных сечениях уменьшается до 700 °С, а на поверхности образуется 1% бейнита. Через 5 секунд максимальная температура уже меньше 600 °С, а бейнита на поверхности почти 3%. Количество бейнита постепенно растет, и через 15 секунд его количество на поверхности 11%, а в центральных областях 3,5%. Максимальная температура при этом ниже 480 °С. Через 90 секунд происходит выравнивание температуры по сечению заготовки.

На поверхности структура состоит из бейнита 85% и аустенита, в центральных областях бейнита меньше – 75%, остальное – аустенит и небольшое количество (2%) перлита, образовавшегося ранее. Через 180 секунд структура изделия на 96...98% состоит из бейнита. В результате моделирования изотермической закалки прогнозируется придание стали твердости на уровне HRC 30. Распределение остаточных эффективных напряжений менее благоприятно по сравнению с прерванной закалкой, но максимальный уровень эффективных напряжений ниже, чем после обычной закалки. Максимальные эффективные напряжения формируются на поверхности изделия (224 МПа), а минимальные (90 МПа) в центральных областях. Хотя изотермическая закалка и позволяет придать материалу достаточно высокий комплекс свойств, но трудности реализации такого способа обработки для труб нефтегазового сортамента не позволяют признать его перспективным на современном этапе развития техники и технологии.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

В соответствии с расчетом в процессе закалки с двухсторонним струйным охлаждением временные напряжения достигают максимума 618 МПа на поверхности и 251 МПа в центре спустя 25 секунд после начала охлаждения, когда температура поверхности снижается до 168 °С, а максимальная составляет около 275 °С. Через 55 секунд формируется окончательная структура в поверхностных слоях: 89% мартенсита, 9% бейнита, 1,5% продуктов диффузионного превращения и 0,5% аустенита; в центральных сечениях: 87% мартенсита, 10,5% бейнита, 2% продуктов диффузионного превращения и 0,5% аустенита. Расчетные значения твердости HRC52...51,5 по всему сечению. Остаточные эффективные напряжения на поверхности 590 МПа и в центре 270 МПа.

Проведение моделирования прерванной закалки показало, что, сократив до 20 секунд время интенсивного охлаждения, можно понизить уровень эффективных закалочных напряжений, относительно ускоренного охлаждения в течение 55 секунд, в 5 раз для внутренней стенки и в 7 раз для наружной. Преимущественной структурной составляющей в этом случае становится нижний бейнит. Расчетные значения твердости HRC 41,5 до 32.

Моделирование изотермической закалки показало, что уровень эффективных остаточных напряжений ниже, чем после закалки – 224 МПа на поверхности и 90 МПа в центральных областях. Расчетная твердость - HRC 30.

СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННЫХ ИСТОЧНИКОВ

1. Башнин Ю.А. Термическая обработка крупногабаритных изделий и полуфабрикатов на металлургических заводах / Башнин Ю.А., Цурков В.Н., Коровина В.М. - М.: Металлургия, 1985. - 176 с.
2. Кондаков А.И. САПР технологических процессов: учебник для студ. высш. учеб. заведений. - М.: Издательский центр «Академия», 2007. - 272 с.
3. Нассонова О.Ю. Повышение конструктивной прочности Cr-Mo-V сталей методами термической и термомеханической обработок: дис. ... канд. техн. наук. – Екатеринбург, 2007. – 142 с.
4. Bailey N.S. Predictive modeling and experimental results for residual stresses in laser hardening of AISI 4140 steel by a high power diode laser / Neil S. Bailey, Wenda Tan, Yung C. Shin // Surface & Coatings Technology. - 2009. - V. 203. - P. 2003-2012.
5. Edwards D.P. Toughness of martensite and bainite in a 3% Ni-Cr-Mo-V Steel // Journal of the Iron and Steel Institute, Nov. - 1969. - P. 1494-1502.
6. Ohmori Y. Tempering of the bainite and the Bainite-Martensite Duplex structure in a Low-Carbon Low-Alloy Steel / Y. Ohmori, H. Ohtani, T. Kunitake // Metal Science. – 1974. - Vol. 8. - P. 357-366.
7. Попова Л.Е. Диаграммы превращения аустенита в сталях и β -раствора в сплавах титана: Справочник термиста / Л.Е Попова, А.А Попов. 3-е изд., перераб. и доп. М.: Металлургия, 1991. 503 с.